



Rupture ductile d'un acier haute résistance X100 pour transport de gaz naturel : caractérisation et simulation

Thanh Trung Luu, Benoit Tanguy, Jacques Besson, André Pineau, G. Perrin

► To cite this version:

Thanh Trung Luu, Benoit Tanguy, Jacques Besson, André Pineau, G. Perrin. Rupture ductile d'un acier haute résistance X100 pour transport de gaz naturel : caractérisation et simulation. Matériaux 2006, 2006, Dijon, France. 13 p. hal-00144467

HAL Id: hal-00144467

<https://hal.science/hal-00144467>

Submitted on 3 May 2007

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

Rupture ductile d'un acier haute résistance X100 pour transport de gaz naturel : caractérisation et simulation.

T.T. Luu^{1,2}, B. Tanguy¹, J. Besson¹, A. Pineau¹, G. Perrin²

¹ Centre des Matériaux, Ecole des Mines de Paris, UMR CNRS 7633,
BP 87, 91003 Evry Cedex, France

² Division de Mécanique Appliquée, Institut Français du Pétrole,
92852 Rueil-Malmaison, France

Résumé : Cette étude concerne la déchirure ductile d'un acier à haute limite d'élasticité utilisé pour la construction des gazoducs. Le comportement anisotrope du matériau est caractérisé par des essais sur éprouvettes de traction lisse suivant trois directions principales et sur éprouvettes axisymétriques entaillées. La ténacité et la résilience sont déterminées sur des éprouvettes CT(05T) et Charpy V. L'acier étudié possède une bonne ténacité. L'objectif de l'étude est d'établir un modèle de comportement et d'endommagement pour décrire la déformation et la rupture du matériau. Une extension du modèle Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN) à l'anisotropie est utilisée. Les paramètres du modèle sont ajustés sur les éprouvettes de laboratoire. La transférabilité sur les grandes plaques en pleine épaisseur est vérifiée. La propagation de déchirure ductile sur de grandes distances (plus de 100mm) est simulée.

Mots clefs : déchirure ductile, anisotropie, acier X100.

1 Introduction

Le transport du gaz dans des conditions économiques nécessite l'utilisation de pressions de transport élevées, et donc l'utilisation d'aciers à haute limite d'élasticité comme les aciers X100 ($R = 100\text{ksi} = 690\text{MPa}$) [1] ou X120 [2]. Ces nouveaux aciers sont en cours de développement et ont besoin d'être caractérisés en termes du comportement plastique et de la ténacité. En particulier, la résistance à la propagation de fissure doit être évaluée. Habituellement, on utilise l'énergie à rupture mesurée sur éprouvettes Charpy V et des corrélations empiriques pour prédire l'arrêt de fissure sur des essais d'éclatement de tubes. Cependant, les campagnes d'essais récentes [3,4] montrent que ces corrélations ne s'appliquent pas avec une précision suffisante pour ces nouveaux grades d'acier. On est ainsi conduit naturellement à mettre en oeuvre une approche plus moderne, celle de l'approche locale de la rupture [5]. L'objectif de cette étude est d'étudier par cette méthode la rupture d'une tôle épaisse constituée d'acier X100, afin de construire un outil de simulation numérique de la rupture dans cet acier. Ce papier se compose de 4 parties. Le matériau de l'étude et les essais de caractérisation du matériau sont décrits dans la première partie (section 2). Le comportement anisotrope est ensuite modélisé en utilisant un critère récemment développé (section 3). Dans la section 4, l'endommagement ductile est modélisé par une extension du modèle Gurson-Tvergaard-Needleman à l'anisotropie. Enfin, le modèle établi est utilisé pour simuler la déchirure ductile dynamique sur de grandes plaques en pleine épaisseur dans la section 5.

2 Etude expérimentale

L'étude porte sur une tôle pour tubes de 18.4mm d'épaisseur fournie par Europipe (référéncée P1). Par la suite, on désignera par L la direction de laminage, T la direction tranvers et S la direction travers-court. La tôle a été obtenue par un laminage de type TMCP suivi d'un refroidissement accéléré et d'un refroidissement à l'air. La composition chimique de la tôle est donnée dans le tableau 1. La microstructure de l'acier est ferrito-bainitique (Fig. 1a). Les principales inclusions sont les nitrures de titane purs (TiN), les inclusions mixtes sulfure de calcium (CaS) entourées par nitrure de titane et les sulfures de calcium - oxydes (MgO, Al₂O₃, etc...). Il faut noter qu'aucun sulfure de manganèse n'a été observé dans cette microstructure. Une fraction volumique inclusionnaire de 1.35×10^{-4} est évaluée en utilisant l'analyse quantitative d'images. On remarque également la présence de particules de deuxième population composée des zones de Martensite-Austénite (M-A) (Fig. 1b).

C	Mn	Si	P	S	Al
0.06	1.9	0.25	0.011	10ppm	0.029

Table 1: Composition chimique en % en poids de l'acier P1.

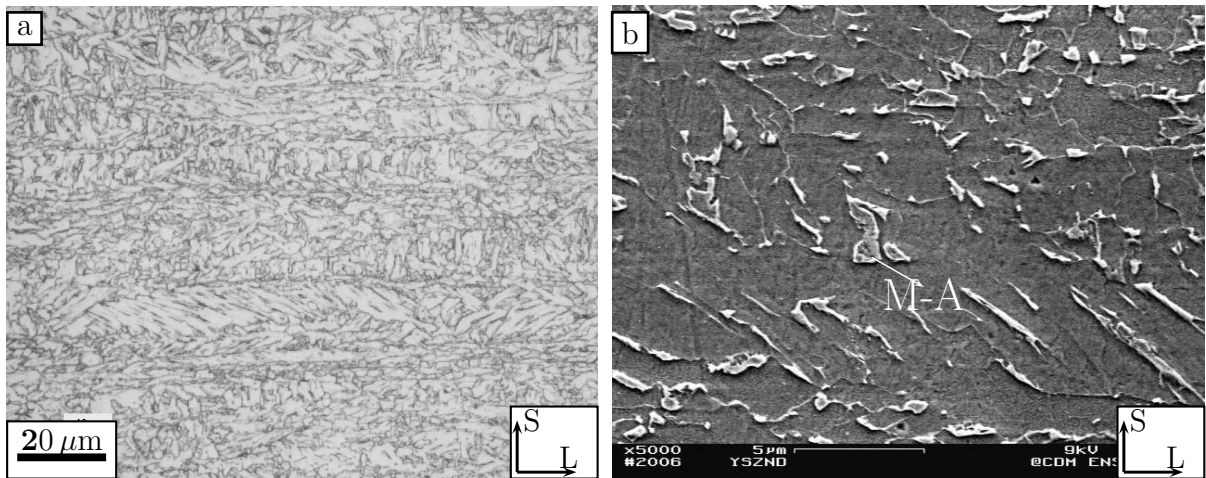


Figure 1: a : Micrographie optique de la microstructure de l'acier P1. b : composé Martensite-Austénite (MA).

Les caractéristiques de traction de l'acier sont déterminées sur des éprouvettes de traction cylindriques suivant trois directions principales (L, T et S). Les essais ont été interrompus avant et après la striction de l'éprouvette afin de déterminer les contractions diamétrales des deux directions perpendiculaires servant à calculer le coefficient d'anisotropie de Lankford et à identifier les paramètres de la loi de comportement du matériau.

Afin de caractériser le comportement et la rupture du matériau, des essais de traction sur éprouvettes axisymétriques entaillée, notées AE_X avec $X = 10 \frac{r}{\Phi_0}$, dans lesquelles le rayon d'entaille correspond à une sévérité de chargement donnée, ou autrement dit, à un taux de triaxialité donné, ont été réalisés. Ces essais sont réalisés en contrôle de déformation à température ambiante. La vitesse de déformation recherchée dans la zone utile est de

l'ordre de 5.10^{-4}s^{-1} .

La ténacité du matériau est déterminée sur des éprouvettes CT(05T) dans deux configurations T-L et L-T. La première lettre renvoie à la direction de traction, la seconde à la direction de propagation de la fissure. Chaque éprouvette est préfissurée par fatigue. Certaines sont ensuite rainurées latéralement afin d'obtenir un front de fissure plan lors de la propagation.

L'énergie à rupture de l'acier est obtenue sur les éprouvettes Charpy V suivant deux configuration L-T et T-L. Les essais dynamiques ont été réalisés sur un mouton-pendule Charpy instrumenté de 450J. Afin d'étudier l'effet de vitesse de sollicitation sur l'énergie à rupture, des essais en quasi-statiques ont été également réalisés sur une machine servo-hydraulique. Un montage spécial a été utilisé afin de respecter la géométrie des appuis et du marteau décrite par la norme NF-EN 10045.

Le tableau 2 reporte les valeurs de la limite d'élasticité à 0.2% de déformation plastique, $R_{p0.2}$, la limite d'élasticité à 0.5% de déformation plastique, $R_{p0.5}$, la résistance à traction, R_m , l'allongement réparti uniforme, A_r , pour les trois directions principales T, L et S. La figure 2 montre les faciès d'une éprouvette de traction et d'une éprouvette AE. La section initialement circulaire devient elliptique après déformation due à l'anisotropie plastique qui est caractérisée par les coefficients de Lankford. Celui-ci est défini comme le rapport des taux de déformation radiaux. Les valeurs reportées dans le tableau 2 sont obtenues après une déformation plastique de 2 à 5%. Les directions L et T donnent une valeur en dessous de l'unité, ce qui indique qu'une contraction plus importante suivant l'épaisseur de la tôle (S) par rapport au sens perpendiculaire. Le matériau présente une forte anisotropie plastique.

Les valeurs de la ténacité à l'amorçage, $J_{0.2}$, et de l'énergie à rupture des éprouvettes Charpy V en conditions dynamiques (5m/s) et en conditions quasi-statiques (10μm/s) sont aussi reportées dans le tableau 2. Le matériau présente de bonnes propriétés mécaniques à rupture.

Sens	$R_{p0.2}$ (MPa)	$R_{p0.5}$ (MPa)	R_m (MPa)	A_r (%)	$\frac{R_{p0.5}}{R_m}$	Lankford		CVN (J)		$J_{0.2}$ (kJ/m ²)
						déf.	valeur	5m/s	10μm/s	
L	574	624	770	7.8	0.81	ϵ_T/ϵ_S	0.53	296	237	830
T	614	661	797	6.6	0.83	ϵ_L/ϵ_S	0.79	309	234	510
S	606	639	759	6.1	0.84	ϵ_T/ϵ_L	0.69	—	—	—

Table 2: Propriétés mécaniques de l'acier P1.

3 Modélisation du comportement

Le matériau étudié présente une anisotropie de comportement qui n'est pas bien représentée par les critères de von Mises et de Hill. Dans cette étude, l'anisotropie plastique est décrite par un critère récemment développé par Bron et Besson [6]. La

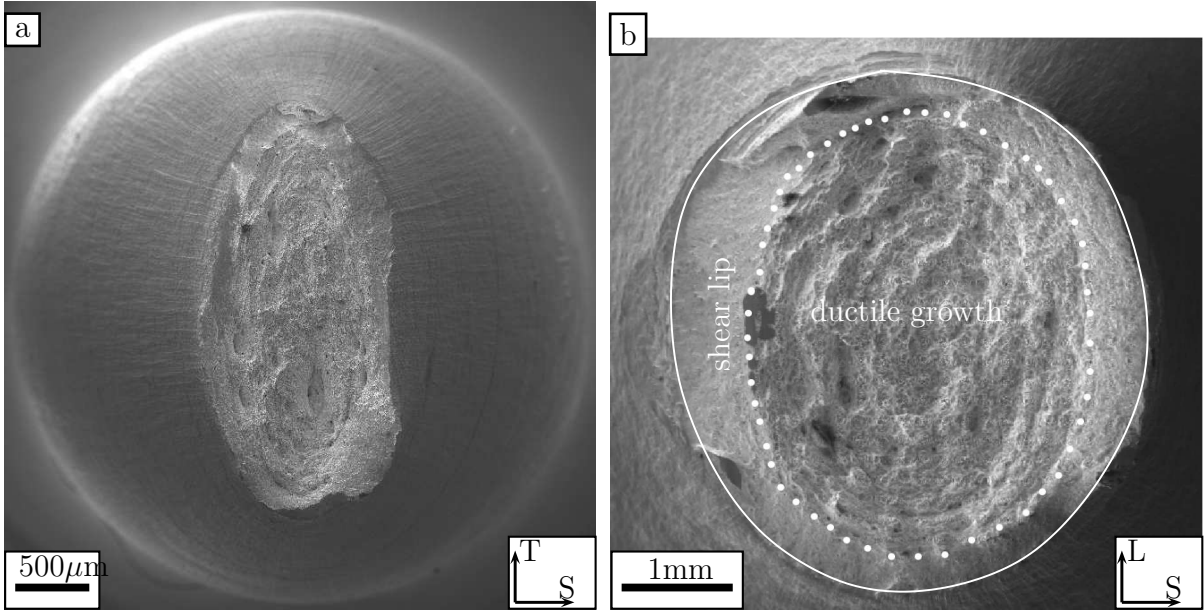


Figure 2: a : Faciès de rupture d'une éprouvette de traction suivant L. b : Faciès de rupture d'une éprouvette AE suivant T.

contrainte effective, $\bar{\sigma}$, est définie à partir de deux déviateurs modifiés (équation 1).

$$\bar{\sigma} = \left[\frac{\alpha\psi^1 + (1-\alpha)\psi^2}{2} \right]^{1/a} \quad (1a)$$

$$\psi^1 = |S_2^1 - S_3^1|^a + |S_3^1 - S_1^1|^a + |S_1^1 - S_2^1|^a \quad (1b)$$

$$\psi^2 = \frac{3^a}{2^{a-1} + 1} (|S_1^2|^a + |S_2^2|^a + |S_3^2|^a) \quad (1c)$$

$S_{i=1-3}^{k=1,2}$ sont les valeurs propres de deux déviateurs modifiés $\mathbf{s}^k = \mathbf{L}^k : \boldsymbol{\sigma}$, $k = 1, 2$ et \mathbf{L}^k est un tenseur d'anisotropie d'ordre 4.

La surface de charge est définie par :

$$\phi = \bar{\sigma} - R(p) \quad (2)$$

où l'écroutissage du matériau, $R(p)$ est modélisé par l'équation 3 en fonction de la déformation plastique cumulée, p .

$$R(p) = R_0 [1 + Q_1 (1 - e^{-k_1 p}) + Q_2 (1 - e^{-k_2 p})] \quad (3)$$

Les paramètres R_0 , Q_1 , Q_2 , k_1 et k_2 sont ajustés sur les essais de traction simple. L'effet de vitesse est représenté par une loi de type Norton :

$$\dot{p} = \left\langle \frac{\bar{\sigma} - R(p)}{K} \right\rangle^n \quad (4)$$

Les paramètres K et n sont déterminés pour représenter l'essai Charpy dynamique.

La stratégie de l'identification des paramètres du modèle est similaire à celle utilisée dans [6]. Ils sont ajustés sur des essais de traction sur éprouvettes lisses et éprouvettes axisymétriques entaillées en prenant en compte les coefficients de Lankford. L'ensemble des paramètres du modèle obtenus est donné dans le tableau 3.

4 Modélisation de l'endommagement

La rupture ductile est habituellement décrite par trois phases successives : germination de cavités sur des particules de second phase, la croissance des cavités au cours de la déformation plastique et enfin la coalescence de ces trous. Dans cette étude, l'endommagement ductile est modélisé en utilisant une extension du modèle Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN) [7, 8] à l'anisotropie [9]. Le potentiel plastique Φ est écrit par :

$$\phi = \sigma_* - R(p) \quad (5)$$

L'extension du modèle GTN à l'anisotropie de Rivalin et al [9] est utilisée. Le potentiel Φ est écrit par 6.

$$\Phi = \sigma_* - R(p) \quad (6)$$

Dans cette relation, $R(p)$ désigne l'écroutissage du matériau non-endommagé, σ_* la contrainte effective définie implicitement par l'équation 7

$$\Psi = \frac{\bar{\sigma}^2}{\sigma_*^2} + 2q_1 f^* \cosh \left(q_2 \frac{3}{2} \frac{\sigma_m}{\sigma_*} \right) - (1 + q_1^2 f^{*2}) = 0 \quad (7)$$

avec

$$\begin{cases} f^* = f & \text{pour } f < f_c \\ f^* = f_c + \delta(f - f_c) & \text{pour } f > f_c \end{cases} \quad (8)$$

où $\bar{\sigma}$ est la contrainte équivalente, σ_m la contrainte moyenne, f^* la porosité effective. Pour représenter l'anisotropie de déformation du matériau, comme Rivalin et al [9], Bron et Besson [10], nous avons pris la définition de la contrainte au sens de Bron (équation 1) dans l'équation 7.

L'évolution du paramètre d'endommagement f est gouvernée par la conservation de masse modifiée pour prendre en compte la germination d'une deuxième population de cavités (Eq. 9.

$$\dot{f} = (1 - f)\text{trace}(\dot{\xi}_p) + A_n \dot{p} \quad (9)$$

Dans cette équation, $(1 - f)\text{trace}(\dot{\xi}_p)$ correspond à la croissance des cavités et $A_n \dot{p}$ correspond à la germination d'une deuxième population de cavités contrôlée par la déformation plastique.

Dans cette étude, la fraction initiale de porosité est considérée comme égale à la fraction volumique des inclusions CaS et des oxydes déterminée par analyse d'image, soit $f_0 = 1.35 \times 10^{-4}$. Les coupes métallographiques des éprouvettes CT issues des essais interrompus montrent que la second population de cavité germine à partir des composés M-A et des carbures à un certain niveau de déformation plastique. Un modèle de germination continue contrôlée par la déformation plastique a été choisi (Eq. 10).

$$A_n = \begin{cases} A_n^0 & \text{if } p_{\min} \leq p \leq p_{\max} \\ 0 & \text{ailleurs} \end{cases} \quad (10)$$

Une déformation plastique seuil de $p_{\min} = 50\%$ déterminée sur les fractographies des éprouvettes AE et maximale de $p_{\max} = 100\%$ est utilisée. Après une étude paramétrique, une taille de maille de $h \times l = 200 \times 250 \mu\text{m}^2$ a été adoptée. Elle reste constante pour toutes les éprouvettes. Le paramètre q_2 est choisi égal à 1 comme dans plusieurs études

antérieures et le paramètre q_1 est ajusté.

Finalement, 4 paramètres doivent être numériquement ajustés : q_1 , A_n^0 , f_c et δ . L'identification est réalisée par une méthode itérative afin d'optimiser l'écart entre les essais et les simulations sur les éprouvettes AE et Charpy suivant la direction T. Les paramètres obtenus sont donnés dans le tableau 3. Ces paramètres sont ensuite validés sur éprouvettes CT et les essais suivant la direction L. Les résultats sont présentés sur les figures 3, 4 et 5. Un bon accord entre l'expérience et les simulations est obtenu pour l'ensemble des éprouvettes.

Elasticité	E	210GPa
	ν	0.3
Ecrouissage	R_0, Q_1, k_1	580MPa, 0.367, 46.84
	Q_2, k_2	1.119, 0.741
Paramètres de Norton	K, n	55MPa s ^{1/n} , 5
Paramètre du critère	a, α	9.25, 0.7
d'anisotropie	c_1^1, c_2^1, c_3^1	1.058, 1.018, 0.983
	c_4^1, c_5^1, c_6^1	1.084, 1.095, 1.084
	c_1^2, c_2^2, c_3^2	1.579, 0.285, 0.392
	c_4^2, c_5^2, c_6^2	0.795, 1.103, 1.360
Modèle GTN	q_1, q_2	1.6, 1
	f_0, f_c, δ	1.35×10 ⁻⁴ , 0.02, 4.5
	A_n	0.02 pour 0.5 < p < 1

Table 3: Paramètres des modèles de comportement et d'endommagement de l'acier P1.

5 Simulation de la déchirure ductile

Le modèle établi est ensuite utilisé pour simuler la déchirure ductile sur de grandes plaques en pleine épaisseur (Fig. 6a) dans la configuration T-L. Les plaques sont testées sur une machine de traction horizontale de capacité de 4000kN en conditions dynamiques [11]. L'essai de déchirure ductile dynamique (D3) permet de (i) produire des vitesses de propagation élevées de l'ordre de 35m/s, (ii) reproduire le mode de rupture en cisaillement rencontrés lors de l'éclatement de gazoducs (Fig. 7) et (iii) étudier la propagation de fissure sur des distances importantes à l'échelle du laboratoire (100 à 200mm). L'essai se caractérise par deux phases distinctes, une phase de chargement statique et une phase de propagation dynamique.

Un quart de l'éprouvette est maillé en utilisant des éléments quadratiques à 20 noeuds avec une intégration réduite sur 8 points de Gauss (Fig. 6b). La longueur de l'entaille initiale est de 80mm. Le maillage contient 16346 éléments (63693 noeuds) avec $h \times l_L \times l_S = 200 \times 312.5 \times 1187.5 \mu\text{m}^3$. Les conditions limites de ce calcul sont :

- Pour la goupille, un déplacement imposé suivant l'axe 1, et un déplacement nul suivant la direction 2 sont appliqués à la ligne d'application de la charge. La vitesse de déplacement utilisée est de 0.1mm/s. Cette vitesse correspond à la phase de chargement statique des essais D3.

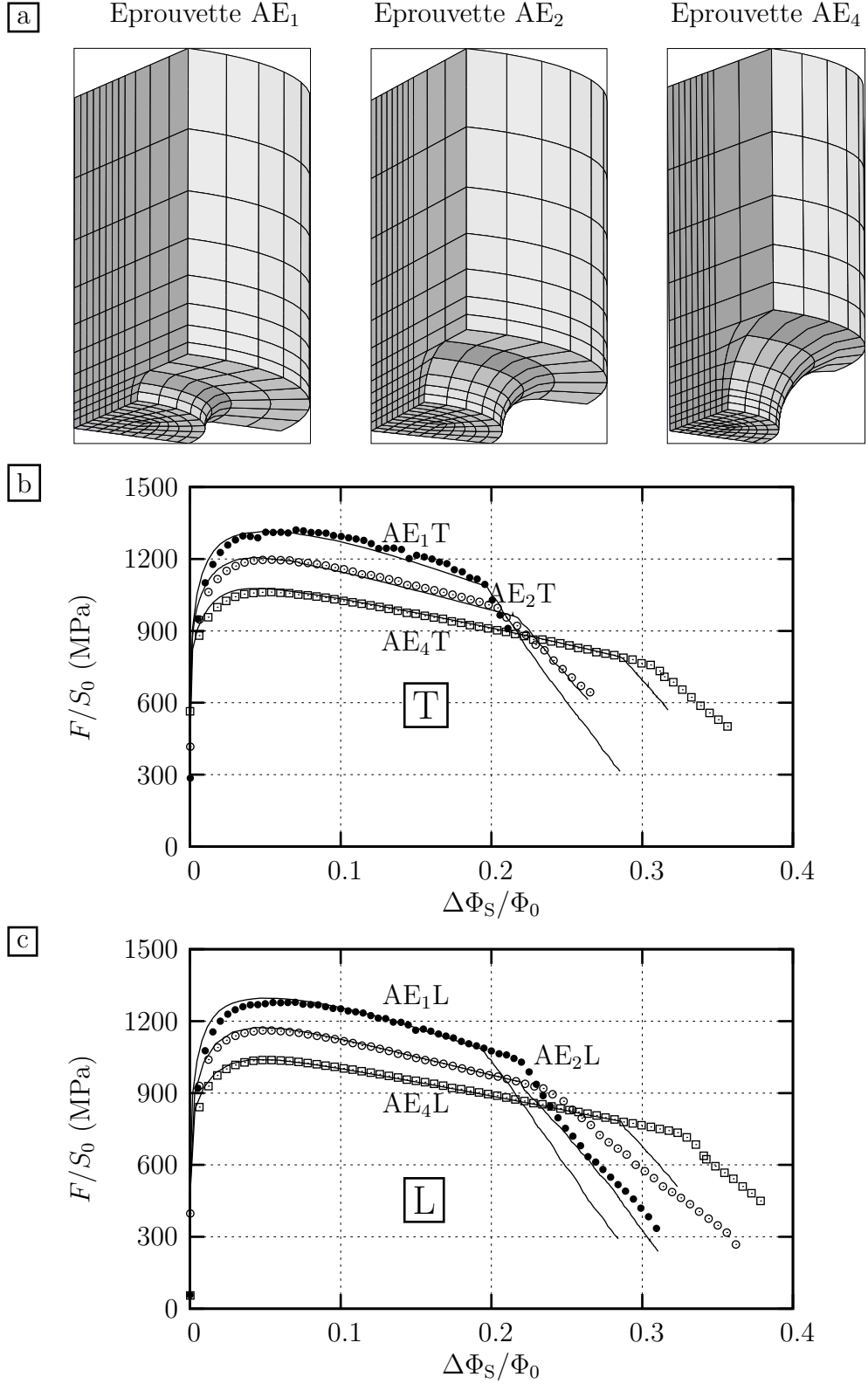


Figure 3: Comparaison entre les courbes expérimentales (symboles) et calculées (lignes) de charge-contraction diamétrale sur éprouvette AE. a : Maillages tridimensionnels des éprouvettes AE. b : direction de sollicitation T, c : direction de sollicitation L. (F : charge appliquée, S_0 : minimum section initiale, $\Delta\Phi_S$: contraction diamétrale suivant la direction S, Φ_0 : diamètre initial de la minimum section).

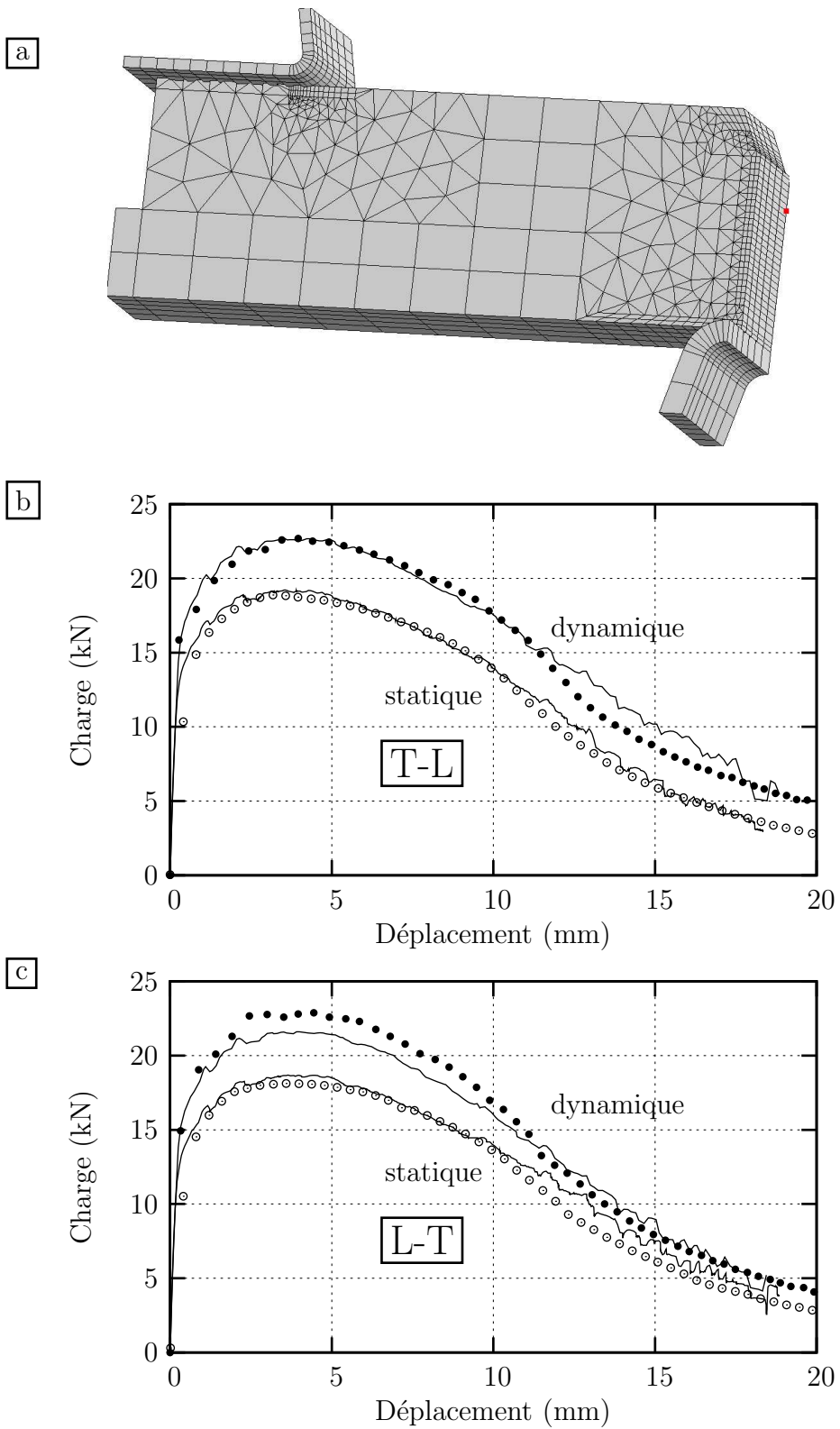


Figure 4: Comparaison des courbes expérimentales (symboles) et calculées (lignes) de charge-déplacement des essais dynamiques et statiques sur éprouvettes Charpy V. a : maillage utilisé. b : configuration T-L, c : configuration L-T.

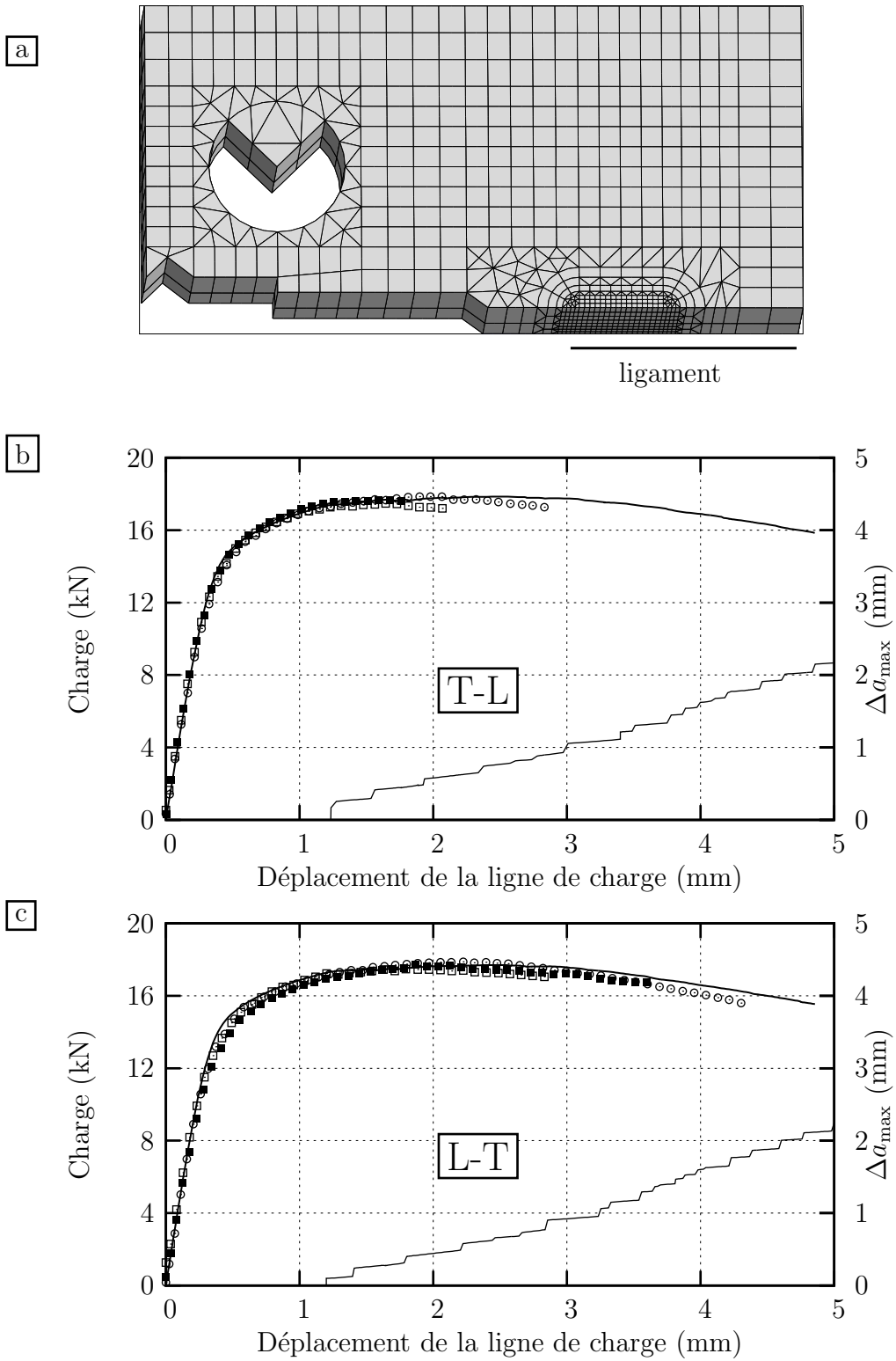


Figure 5: Comparaison des courbes expérimentales (symboles) et calculées (lignes) de charge et maximum de l'avancée de fissure en fonction du déplacement de la ligne de charge sur éprouvettes CT(05T). a : maillage utilisé. b : configuration T-L ($a_0/W = 0.58$), c : configuration L-T ($a_0/W = 0.57$). (Δa_{\max} : maximum de l'avancée de fissure).

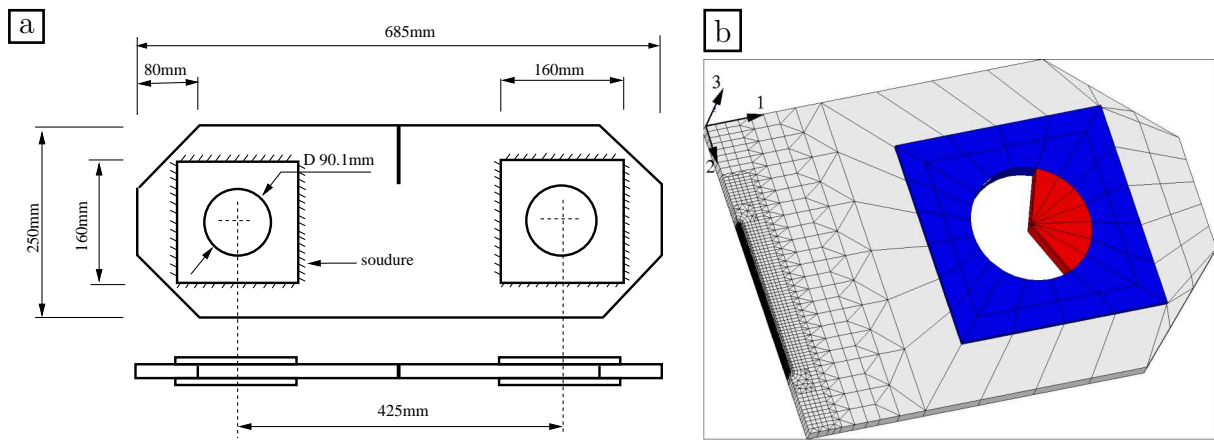


Figure 6: Epreuve de déchirure ductile dynamique a : géométrie de l'éprouvette. b : Maillage d'un quart de l'éprouvette.

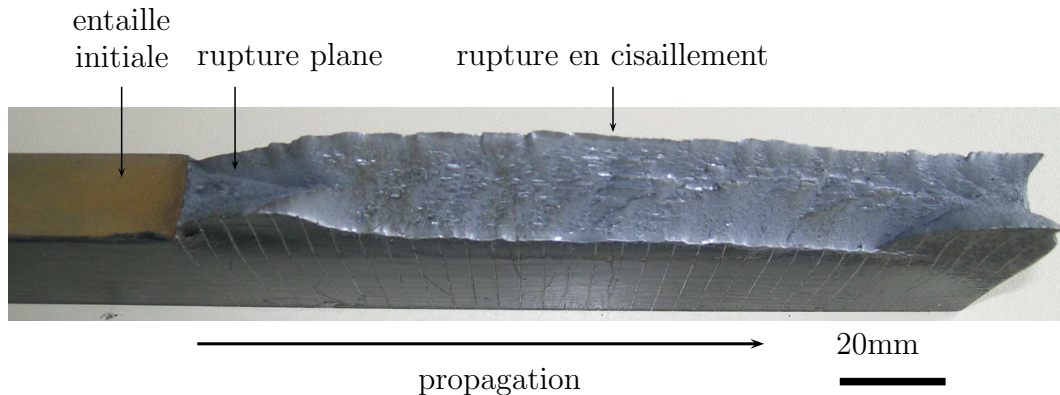


Figure 7: Faciès de rupture dynamique d'une éprouvette de déchirure ductile dynamique.

- Pour l'éprouvette, un déplacement nul suivant l'axe 1 sur le ligament, et un déplacement nul suivant l'axe 3 sur la face de symétrie de l'éprouvette.
- La goupille est parfaitement liée à l'éprouvette.
- Le renfort est parfaitement lié à l'éprouvette.

L'ensemble de l'éprouvette suit le comportement du matériau de l'étude. On donne à la goupille un comportement élastique ($E = 210\text{GPa}$, $\nu = 0.3$).

Les calculs présentés dans ce papier permettent de simuler le cas d'une fissure normale à la direction de traction. La simulation d'une rupture par cisaillement requerrait une discrétisation du maillage beaucoup plus importante dans l'épaisseur et dans la direction de traction.

Les courbes de chargement ainsi que l'évolution de la longueur de propagation de la fissure sont comparées avec des courbes expérimentales sur la figure 8. On constate que le calcul sous-estime légèrement la charge. Par ailleurs, la chute de charge obtenue avec la simulation est moins rapide. Pour expliquer ces différences, il faut noter qu'il existe un gradient de propriétés mécaniques suivant l'épaisseur de la tôle qui est plus molle au centre qu'au bord. Les plaques D3 sont prélevées en pleine épaisseur, tandis que les éprouvettes

de traction cylindriques utilisées pour caractériser l'écroûissage sont prélevées au centre de la tôle. Dans notre simulation, un déplacement à une vitesse de 0.1mm/s a été imposé à la goupille. Cette vitesse correspond à la vitesse de chargement statique. Tandis que pour les essais dynamiques, après une phase de chargement statique et une propagation de fissure d'une vingtaine de millimètre en mode I, la fissure se propage en cisaillement à une vitesse élevée (environ $v_{\text{fissure}} = 35\text{m/s}$), ce qui correspond à une vitesse de déplacement d'environ 15m/s. La propagation rapide de la fissure engendre l'échauffement du matériau en pointe de fissure. Si on tenait compte de l'échauffement adiabatique du matériau produit par la déformation, il en résulterait un adoucissement thermique du matériau, ce qui favoriserait la propagation de fissure et, par voie de conséquence, la chute de charge.

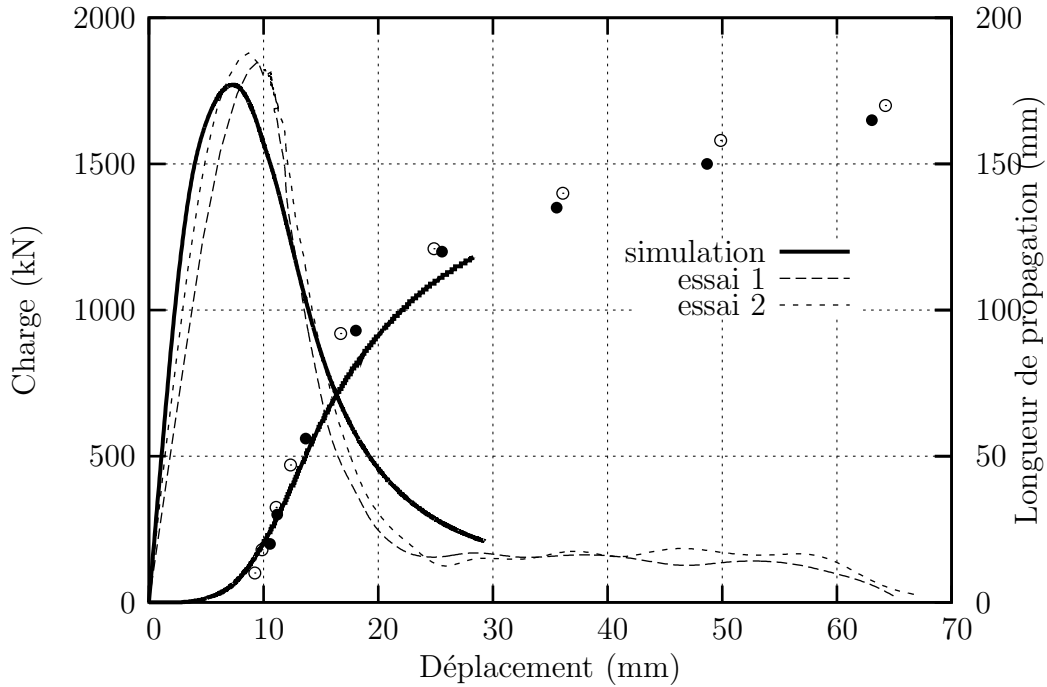


Figure 8: Comparaison des courbes de chargement et des propagations de fissure de l'essai de déchirure ductile dynamique.

La résistance à la propagation sur de longues distances est évaluée par le taux de dissipation d'énergie, ou l'énergie de propagation de fissure, introduit par Turner [12].

$$R = \frac{dU_{diss}}{B.da} \quad (11)$$

R représente simplement l'énergie consommée (dU_{diss}) par la propagation de fissure sur une distance da dans une éprouvette d'épaisseur B . Les résultats expérimentaux et numériques sont donnés sur la figure 9. Le paramètre R décroît depuis les premiers millimètres de propagation. Nous obtenons un régime stationnaire entre 60 et 120mm de propagation. Il est malheureusement difficile de comparer le calcul à des essais sur le paramètre R car la rupture des plaques D3 présente de nombreux délaminages. Rivalin [11] a rapporté que le paramètre R augmente avec l'épaisseur. En présence de délaminages, l'éprouvette peut alors être assimilée à une juxtaposition de feuilles d'épaisseur plus réduite. On peut penser que les délaminages sont défavorables à la tenue à la rupture

ductile évaluée par le taux de dissipation d'énergie.

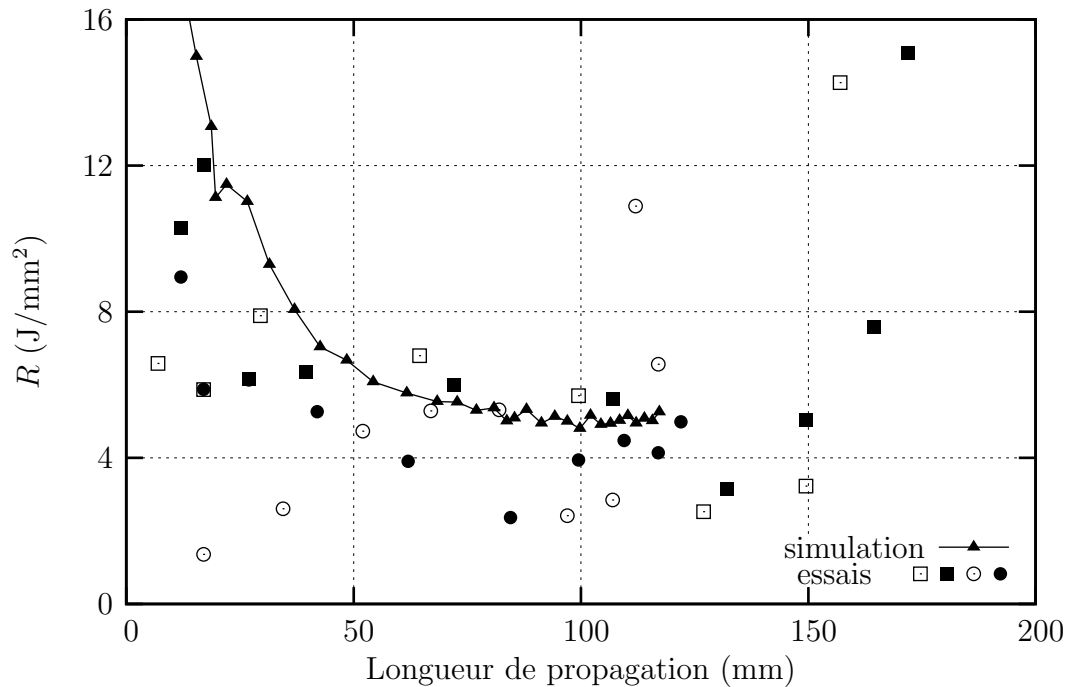


Figure 9: Taux de dissipation d'énergie en fonction de l'avancée de fissure.

6 Conclusions

Dans cette étude, le comportement et la rupture d'un acier à haute limite d'élasticité pour tubes ont été étudiés. L'anisotropie de comportement est représentée par un critère récemment développé pour les alliages d'aluminium. L'endommagement est décrit par une extension du modèle GTN à l'anisotropie. Les paramètres du modèle sont ajustés sur éprouvettes de laboratoire. Le modèle établi est ensuite utilisé pour simuler la déchirure ductile sur de grandes distance (120mm) sur éprouvettes de déchirure ductile dynamique. Les principales caractéristiques des essais D3 ont été obtenues.

References

- [1] H.-G. Hillenbrand, A. Liessem, and G. Knauf. *Development of large-diameter pipe in grade X100*. Third international conference on pipeline technology, Bruges, 2000.
- [2] M. Okatsu, T. Hoshino, K. Amano, K. Ihara, T. Makino, and F. Kawabata. *Metallurgical and mechanical features of X100 linepipe steel*. Proceedings of the international pipe dream's conference, Yokohama, Japan. ed : Toyoda M. and Denys R., 2002.
- [3] G.H. Vogt, G. Re, and G. Demofonti. *EPRG recommendation for crack arrest toughness for high strength line pipe steels*. In : 9th Biennial Joint Technical Meeting on Line Pipe Research, PRC/EPRG, pages 25.1-25.12, Houston, 1993.

- [4] G. Demofonti, G. Mannucci, H.-G. Hillenbrand, and D. Harris. *Suitability evaluation of X100 steel pipes for high pressure gas transportation pipelines by full scale tests*. 14th Joint Technical Meeting on Pipeline Research. EPRG-PRCI-APIA, 2003.
- [5] A. Pineau. Review of fracture micromechanisms and a local approach to predicting crack resistance in low strength steel. *ICF5*, 2:553–575, 1981.
- [6] F. Bron and J. Besson. A yield function for anisotropic materials. Application to aluminium alloys. *International Journal of Plasticity*, 20:937–963, 2004.
- [7] A.L. Gurson. Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth : part I - Yield criteria and flow rules for porous ductile media. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 99:2–15, 1977.
- [8] V. Tvergaard and A. Needleman. Analysis of cup-cone fracture in round tensile bar. *Acta Metallurgica*, 32:157–169, 1984.
- [9] F. Rivalin, J. Besson, M. Di Fant, and A. Pineau. Ductile tearing of pipeline-steel plates. part II. modelling of in-plane crack propagation. *Engineering Fracture Mechanics*, 68:347–364, 2001.
- [10] F. Bron and J. Besson. Simulation of the ductile tearing for two grades of 2024 aluminum alloy thin sheets. *Engineering Fracture Mechanics*, 73:1531–1552, 2006.
- [11] F. Rivalin. *Développement d’aciers pour gazoducs à haute limite d’élasticité et ténacité élevée*. PhD thesis, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1998.
- [12] C.E. Turner. *A re-accessement of ductile tearing resistance*. Part I and II, Proceeding of the ECF8 conference on Fracture behavior and design of materials and structure, Turin, pages 933-968, 1990.